

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 10-176219

(43)Date of publication of application : 30.06.1998

(51)Int.CI.

C21D 7/06

C22C 38/00

C23C 8/22

C23C 8/32

(21)Application number : 08-354150

(71)Applicant : KOMATSU LTD

(22)Date of filing : 17.12.1996

(72)Inventor : TAKAYAMA TAKEMORI  
HAMASAKA NAOHARU

## (54) STEEL PARTS FOR HIGH BEARING RESISTANCE, AND THEIR PRODUCTION

## (57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide steel parts for high bearing resistance, suitable for steel parts requiring high strength, making compact, etc., such as gears, cums, and bearing parts, attended by rolling and sliding and requiring rolling strength and wear resistance, and their production.

SOLUTION: In the surface structure to be brought into contact, a dual-phase structure composed of irregular-shaped and hemp leaf-shaped martensite finely divided and formed into superfine state by means of dispersed fine nitrides and/or carbonitrides having an average grain size of  $\leq 0.3\mu\text{m}$  at least is provided. Carbides of  $\leq 3\mu\text{m}$  are dispersed to reinforce the hardness of the surface part. The steel parts can be produced by performing a stage where nitriding or carbo-nitriding treatment is applied to precipitate AlN into superfine state by means of the nitrogen allowed to penetrate from the surface part and a stage where hardening or hardening and tempering are carried out from a temp. region in which a base phase is composed of austenite.

## LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 27.02.2003

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19)日本国特許庁 (J P)

## (12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平10-176219

(43)公開日 平成10年(1998)6月30日

(51) Int.Cl.<sup>8</sup>  
 C 2 1 D 7/06  
 C 2 2 C 38/00  
 C 2 3 C 8/22  
 8/32

識別記号  
 3 0 1

F I  
 C 2 1 D 7/06 A  
 C 2 2 C 38/00 3 0 1 A  
 C 2 3 C 8/22  
 8/32

審査請求 未請求 請求項の数14 FD (全 16 頁)

(21)出願番号 特願平8-354150

(22)出願日 平成8年(1996)12月17日

(71)出願人 000001236  
 株式会社小松製作所  
 東京都港区赤坂二丁目3番6号

(72)発明者 高山 武盛  
 大阪府枚方市上野3-1-1 株式会社小  
 松製作所生産技術研究所内

(72)発明者 浜坂 直治  
 大阪府枚方市上野3-1-1 株式会社小  
 松製作所生産技術研究所内

(74)代理人 弁理士 井上 勉

(54)【発明の名称】 高耐面圧用鋼部品およびその製造方法

## (57)【要約】

【課題】 転動や滑りを伴う転動強度および耐摩耗性を必要とする歯車、カム、軸受け部品等の高強度、コンパクト化等に向けた鋼製部品に好適な高耐面圧用鋼部品およびその製造方法を提供する。

【解決手段】 接触する表面組織に、少なくとも平均粒子径が0.3μm以下の微細な窒化物および/または炭窒化物を分散させ、これら窒化物および/または炭窒化物によって細かく分断されて極微細化された不規則形状なマルテンサイト葉にてなる複合組織を有し、3μm以下の炭化物を分散させ、表面部の硬さを補強する。浸窒もしくは浸炭・浸窒処理を施して、表面部から浸透させる窒素によってAINを極微細に析出させる工程と母相がオーステナイトである温度領域から焼き入れ、もしくは焼き入れ焼き戻しを実施して製造する。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 表面組織において、平均粒径が3μm以下の微細な窒化物、炭化物および炭窒化物の1種以上を分散させ、母相のマルテンサイト葉がこれら分散物によって細かく分断されて微細化されてなる複合組織を有することを特徴とする高耐面圧用鋼部品。

【請求項2】 前記微細な窒化物および/または炭窒化物の分散物は大きさの主体が0.3μm以下であり、微細な窒化物および/または炭窒化物の1種以上の分散物の含有率が1体積%以上からなることを特徴とする請求項1に記載の高耐面圧用鋼部品。

【請求項3】 前記母相のマルテンサイト葉は、通常浸炭組織のレンズ状マルテンサイトに較べて顯著に針状化され、0.3μm幅以下の微細な窒化物および/または炭窒化物の分散物によって分断され、葉の幅が1μm以下になる微細マルテンサイト葉が主体となり、かつ顯著に不規則化されてなることを特徴とする請求項1または2に記載の高耐面圧用鋼部品。

【請求項4】 前記複合組織に20～80体積%の残量オーステナイトを含ませることを特徴とする請求項1乃至3のうちのいずれかに記載の高耐面圧用鋼部品。

【請求項5】 前記炭化物は平均粒径のセメンタイトを主体として、最大30体積%まで分散されることを特徴とする請求項1乃至4のうちのいずれかに記載の高耐面圧用鋼部品。

【請求項6】 A1を0.3～3.0重量%含有し、表面において窒素を0.4～2.5重量%含有する鋼を使用することを特徴とする請求項1乃至5のうちのいずれかに記載の高耐面圧用鋼部品。

【請求項7】 Crを0.5～5.0重量%およびVを0.2～1.0重量%含有して表面における炭素含有量が1.0～3.0重量%である鋼を使用することを特徴とする請求項1乃至6のうちのいずれかに記載の高耐面圧用鋼部品。

【請求項8】 炭素含有量が0.6～3.0重量%、窒素含有量が0.4～2.5重量%であることを特徴とする請求項1乃至7のうちのいずれかに記載の高耐面圧用鋼部品。

【請求項9】 さらに、Si, Mn, Mo, Ni, B, SおよびP等の不純物成分や合金成分を通常の成分範囲において添加してなることを特徴とする請求項6乃至8のうちのいずれかに記載の高耐面圧用鋼部品。

【請求項10】 齒車、ペアリングの転動体およびそのレース、カム構成部品等の接触疲労強度および耐摩耗性を必要とする駆動力伝達部品に適用することを特徴とする請求項1乃至9のうちのいずれかに記載の高耐面圧用鋼部品。

【請求項11】 前記請求項1乃至5のうちのいずれかに記載の複合組織および微細マルテンサイト葉を得るために、前記請求項6乃至9のうちのいずれかに記載の成

分鋼を用いる高耐面圧用鋼部品の製造方法であって、浸炭、浸炭・浸窒、浸窒法のうち1種以上の手段によって炭素と窒素を表面から拡散浸透させながら分散物を析出させる工程と、この分散物を析出させる工程に続いて鋼のオーステナイト温度領域から急冷してマルテンサイト相を形成させる工程からなるか、または浸炭によって炭素を表面から拡散浸透させた後、いったん共析変態温度以下に冷却させ、続いて鋼のオーステナイト温度領域に再加熱し、浸炭、浸窒等のものと粒状炭化物を分散させると共に表面から拡散浸透させた窒素と炭素によって窒化物および炭窒化物を分散させた後に急冷してマルテンサイト相を形成させる工程からなることを特徴とする高耐面圧用鋼部品の製造方法。

【請求項12】 浸炭、浸炭・浸窒、浸窒法の1種以上 の方法によって、表面部近傍層に浸透させた炭素および/または窒素の成分量を制御し、鋼のオーステナイト温度領域からの急冷によって前記複合組織に含まれる残量オーステナイト量を20～80体積%析出させることを特徴とする請求項11に記載の高耐面圧用鋼部品の製造方法。

【請求項13】 前記請求項6、7または9に記載の合金成分を含有し、かつ炭素量が1.2重量%を越えない鋼を使用することを特徴とする請求項11または12に記載の高耐面圧用鋼部品の製造方法。

【請求項14】 高耐面圧用鋼部品の表面をショットもしくはロール等の物理的手段によって残留オーステナイト相をマルテンサイト変態させて前記残量オーステナイト量を調整することを特徴とする請求項11乃至13のうちのいずれかに記載の高耐面圧用鋼部品の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、歯車、ペアリングの転動体およびそのレース、カム構成部品等の接触疲労強度および耐摩耗性を必要とする駆動力伝達部品に適用する高耐面圧用鋼部品およびその製造方法に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】 近年の歯車減速装置や変速装置には、高出力化や軽量コンパクト化に対応した高い動力伝達力のニーズがますます高まっており、特に歯車やペアリング等に対してはよりコンパクトで面圧強度が高い特性が望まれている。また、自動車や建設機械に使われる動力伝達装置部品においても、歯車、ペアリング等では高い接触疲労強度が要求されており、これらの面圧強度を高める手段として、歯車では浸炭処理や窒化処理等によって表面硬化することが通常的に実施されている。また、面圧強度を高める指針を通して表面の硬度をより高く、かつ焼き戻し軟化抵抗性を高めるようなMo等の積極的な鋼への添加等の材料的な手段もとられている。特に、近年においては、浸炭や浸炭・浸窒処理後に焼き入れし、シ

ショットビーニングを施し、積極的に表面硬度を高めるとともに、顕著な圧縮残留応力を付与する方法についても多くの検討されている。

【0003】また、浸炭方法によって鋼表面に高密度のセメンタイト相を析出させることによって、表面硬度を高めるとともに、焼き戻し軟化抵抗性を高めることによって面圧強度を高める方法も報告されている。

【0004】さらに、介在物起点の接触疲労破壊を防止する観点からの鋼中における介在物量の低減を目指した高清浄度鋼の開発に関する報告もされている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、従来からの考え方から従って表面硬度をより高くし、かつ滑りを伴った転動もしくは単に転動の摩擦や接触応力（ヘルツ応力）による微小な剪断変形に基づく発熱による硬さの低減を抑制するために、焼き戻し軟化抵抗元素である例えばMoを従来より多く添加する鋼を浸炭することによって、面圧強度を高める手段が広く検討されているが、現実的には焼き戻し軟化抵抗性を高めても、接触応力が高くなるに従って、接触面における油膜厚さがより薄くなり、結果としては潤滑性の劣化による摩耗力の増大が起こり、さらなる発熱とより大きな接触応力に基づく破壊剪断応力の発生の原因となり、大きくかつ十分な面圧強度の向上が期待できない等の問題点がある。また、Mo等の焼き戻し軟化抵抗性を高める元素の多量の添加は鋼材コストの顕著な増大を招く等の問題点もある。

【0006】また、前記浸炭品表面に対して強烈なショットビーニングを実施し、最表面部から約200μm程度に存在する残留オーステナイトをマルテンサイト変態させてより高い表面硬度と大きな圧縮残留応力を発生させることによって、面圧強度の向上を図っている報告があるが、現実的には浸炭時に発生する粒界酸化層（欠陥層）におけるショットによる微視的欠陥の発生による転動初期における摩耗粉の発生および面あれによる摩耗係数の増大によるマイナス効果、更には、歯車においては強度の残留応力の発生に起因すると考えられる歯先の欠損トラブルや圧縮残留応力の存在がプラス面に働くかからないスボーリング強度に対しては、表面での面あれによる摩耗係数の増大が逆に面圧強度を結果的に低下させるマイナス効果があるため、必ずしも汎用的には使用できない等の問題点がある。

【0007】さらに、手段は異なるが浸炭法によって表面層にセメンタイト相を高密度に分散析出させる高炭素浸炭もしくは、高濃度浸炭法を歯車に適用する例やセメンタイトを微細に球状化分散させたSUJ2等のベアリング鋼のようないくつかにはセメンタイトの析出効果によって転動面の硬度を高め、粒子分散効果による焼き戻し軟化抵抗性の向上を改善している例がある。しかし、例えば高炭素浸炭による方法で高密度にセメンタイトを析出させる場合には、析出させるセメンタイトの大きさが

5~10μmと大きくなりやすく、かつセメンタイト同士の凝集が起こりやすく、また粒界に沿った巨大な析出が起こるため、結果的には接触応力による剪断力によってセメンタイト凝集体が破壊され、表面欠損の起点としてのマイナス面が顕在化し、さらに歯車に適用した場合には、歯元強度の低下をきたすなどの問題点がある。

【0008】また、このようなセメンタイトの微細化および凝集性の防止を図る手段として高炭素浸炭方法の改善や鋼中の合金元素の調整が実施されている。例えば特開平4-160135号公報においては、Cr成分濃度を2~8重量%に高め、さらに0.5~4重量%Ni, 0.01~0.5重量%Nb, 0.1~2重量%V, 0.05~1重量%Moの内の1種以上を添加し、浸炭後の表面炭素濃度を2.0重量%以上にすることによって5μm以下のV系とCr系の炭化物および炭窒化物を表面から150μm深さ内部に析出させる方法が開示されているが、浸炭時のセメンタイト析出を容易にするためのCrの多量の添加および析出セメンタイトの凝集成長を抑制するためのVの添加など高価な材料設計となつており、さらに析出セメンタイトへのCr, V, Mo, Mn等の濃縮化によって母相オーステナイト中でのこれら合金元素濃度の低下をきたし、浸炭後の焼き入れ性不足による不完全焼き入れ層が発生しやすいことを防止するために炭化物に濃縮しにくいNiを添加するため、一段と高価な材料となっているなどの問題点がある。

【0009】さらに、特開平8-120438号公報には高価な合金設計を改善しながら、かつ焼き入れ時の不完全焼き入れ層の発生を抑制するための材料と方法に関する技術が開示されている。特に、この公報では、析出する炭化物を5μmを越えて成長、凝縮することを防ぐために表面炭素量を1.5重量%以下に設定することが開示されているが、最適炭素量を1.5重量%以下としていることから、その炭化物の析出量はほぼ7体積%以下と低めに設定しており、さらにまた浸透させた窒素は効果的に窒化物もしくは炭窒化物の析出による強化方策として利用されず、浸透した窒素はほとんどが母相のオーステナイト中に固溶させて焼き入れ時の不完全焼き入れ層の発生防止機能として作用しているに過ぎない。そのため、従来の高炭素浸炭法のように炭化物（セメンタイト）を多量に析出させないとか、先の多量析出を図ることによる高硬度化および焼き戻し軟化抵抗性の改善による面圧強度向上に対してマイナス面を持つとともに焼き入れ性を促進するCr, Mo等の元素が多量にセメンタイト中に濃縮して、結果として母相のオーステナイト中のこれらの元素が不足することによる焼き入れ不完全層の発生を防止することによるセメンタイトの多量の析出を回避することによって、回転曲げ疲労強度の確保と面圧強度のバランスを図っており、結果的には面圧強度の十分な改善がなされていない問題点がある。前記公報と類似の方法については、特開平8-3720号にも開

示されており、多量のセメントイトを析出させるとともに、焼き入れ性の確保の観点から、セメントイトが排出されやすく、焼き入れ性を高めるNiとセメントイト中に濃縮する程度が低く、かつ効果的に焼き入れ性を高めるMoを高濃度に添加する方法が示されている。

【0010】また、ベアリング等の軸受け製品においては転動寿命の改善を目的として、鋼中の酸化物、窒化物、硫化物系の介在物を低減する目的から、鋼の精鍛段階において充分なる脱ガス工程と特殊なスラグを利用した脱硫、脱磷精鍛を何段階にも実施して高清淨度な軸受け鋼を使用する場合が多く、一般的には10~20μmサイズの酸化物系、硫化物系の介在物を低減したこのような高清淨度軸受け鋼の使用によって転動寿命が約10倍ほどに改善されることが報告されているが、通常の歯車などに使う低炭素な機械構造用鋼では、充分な清浄度が得られにくくことおよび仮にこのような高清淨度な機械構造用鋼が生産されるとときの製造コストは非常に高価なものになる問題がある。したがって、現状技術における機械構造用鋼の介在物レベルが存在する場合においても面圧強度が改善できる、低コストな技術の開発が必要である。

【0011】また、仮に鋼中の介在物量を低減させることができた場合においても、潤滑油中に混入していくゴミや摩耗粉末などによって接触表面からの疲労損傷がおこりやすく、高面圧強化用部品としては耐ゴミ対応の表面強靭化、強化技術を織り込む必要がある。

【0012】本発明は、このような問題点を解決するためになされたものであり、転動や滑りを伴う転動強度および耐摩耗性を必要とする歯車、カム、軸受け部品等の高強度、コンパクト化等に向けた鋼製部品に好適な高耐面圧用鋼部品およびその製造方法を提供することを目的とするものである。

【0013】

【課題を解決するための手段】本発明による高耐面圧用鋼部品は、前記目的を達成するために、表面組織において、平均粒径が3μm以下の微細な窒化物、炭化物および炭窒化物の1種以上を分散させ、母相のマルテンサイト葉がこれらの分散物によって細かく分断されて微細化されてなる複合組織を有することを特徴とするものである。

【0014】また、本発明による高耐面圧用鋼部品の製造方法は、浸炭、浸炭・浸窒、浸窒法のうち1種以上の手段によって炭素と窒素を表面から拡散浸透させながら分散物を析出させる工程と、この分散物を析出させる工程に統いて、または独自に鋼のオーステナイト温度領域から急冷してマルテンサイト相を形成させる工程よりもることを特徴とするものである。

【0015】

【発明の実施の形態】本発明においては、接触する表面組織に、少なくとも平均粒子径が0.3μm以下の微細

な窒化物および/または炭窒化物を分散させることを必須要件として、母相のマルテンサイト葉が従来のレンズ状マルテンサイト葉に較べて、これら窒化物および/または炭窒化物によって細かく分断されて極微細化された不規則形状なマルテンサイト葉にてなる複合組織を有することを特徴として、さらに、3μm以下の炭化物(セメントイト)を分散させ、表面部の硬さを補強して、また残留オーステナイト量20~80体積%を組織要因として加えて韌性を向上させ、潤滑油中のゴミや鋼中の介在物に対する耐久性を向上させることを特徴としてなるように、材料的には少なくともA1を0.3~3.0重量%を含有する鋼が用いられる。

【0016】さらに、加工製品は浸炭、浸窒もしくは浸炭浸窒処理を施して、表面から浸透させる窒素によって0.5~4.5重量%(体積%では約2.4倍)のA1Nを極微細に析出させる工程と、さらには平均粒径が3μm以下のセメントイトを30体積%まで析出させる工程を含めて、母相がオーステナイトである温度領域から焼き入れ、もしくは焼き入れ焼き戻しを実施することによって製造される高耐面圧用部品とその製造方法に要旨を有するものである。なお、窒素の浸透深さは、使用する転動面部品の受ける最大接触面圧(最大ヘルツ面圧)によって発生する最大剪断応力位置の表面からの距離によって任意に調整するべきものであるが、一般的には1mm以内で、好ましくは浸炭浸窒や浸窒処理の経済性から0.5mm以下で適用する。

【0017】従来の技術は、前記のように高硬度でかつ焼き戻し軟化抵抗性の改善に向けた検討が主体であり、機構的には接触応力に対する表面亀裂の発生抑制型の対応であり、一旦発生した表面亀裂の進展に対しては有効な手段となり得ない点で共通した問題を残している。本発明では、前記従来型の表面亀裂発生の抑制型の改善技術にさらに、表面亀裂発生後の亀裂進展に対する顕著な抑制作用を組織学的な観点から検討した。特に、亀裂の伝達経路を観察した場合には、材料的な欠陥(例えば素材にある介在物、炭化物凝集体や浸炭、浸炭・浸窒処理の段階で形成される粒界酸化層、大きなセメントイトとその凝集体や焼き入れ時に発生する不完全焼き入れ層、偏析や焼き割れによる旧オーステナイト粒界等)に沿った亀裂進展以外にもレンズ状マルテンサイトやラスマルテンサイトに沿った亀裂の進展が強化機構の重要な要因であることに注目した。通常の浸炭焼き入れ組織のレンズ状マルテンサイト葉が数μm~数10μm程度に比較的大きく、かつその周囲には低硬度な残留オーステナイトが存在し、応力集中し易い状況にあるため、マルテンサイト葉の微細化が重要と考えられるが、通常行うオーステナイト結晶粒の微細化によるマルテンサイト葉の微細化を図った場合でも、稍々数μm程度が限界であり、顕著な強度改善策としては不十分である。そこで、本発明では大きさの主体が0.1μm以下であり、粒状、ロ

ッド状、針状の極微細な窒化物および／または炭窒化物を1～15体積%の高密度に分散させることによってマルテンサイト葉中に取り込ませることによってその葉の幅サイズを約1μm以下にまで顯著に減少させるとともにその障害物効果によってマルテンサイト葉を屈曲湾曲させ、単純なレンズ状マルテンサイト葉から微細な不規則形状なマルテンサイトに組織変更できるものとすることによって亀裂進展性に対する抗力を発揮させた。また、この効果は、マルテンサイト葉周辺に存在する残留オーステナイトの分布に対しても微細な分散効果を発揮することになり、さらに、残留オーステナイトが接触応力によって一部がマルテンサイト変態する際においても極微細でイレギュラーなマルテンサイトに変態することによって大きなレンズ状マルテンサイト葉同士が衝突する際の応力集中を実質的に下げる作用があると考えられ、また、レンズ状マルテンサイト周辺に存在する残留オーステナイトでの引っ張り残留応力の集中の緩和分散につながることからマルテンサイト葉に沿った亀裂の進展に対しても抗力として作用すると考えられる。

【0018】なお、分散物としては先に開示されたセメントタイトよりも顯著に微細な析出体が必要であることから（後述の写真1に示したようにセメントタイト粒の析出によってはマルテンサイトの微細化がほとんど認められない）、母相オーステナイトに対する固溶度が顯著に小さく、かつセメントタイトよりも母相からの分散物の形成自由エネルギーが顯著に負に大きく（より安定に析出しやすいことを意味する）、かつ鋼中にはじめから含有される炭素と反応して炭化物を形成せず、さらに、析出と同時に起こるセメントタイトの成長速度よりも顯著に遅く、かつ分散物の析出によっても実質的に鋼の焼き入れ性を阻害する要因とならないA1窒化物を主体として浸室処理によって微細に析出させる手段を講じた。

【0019】なお、滑りを伴う転動中の接触面では前記表面および表面近傍における亀裂破壊だけでなく最表面での摩耗および焼き付き現象も重要な品質である。本発明においては、前記の面圧強度、耐摩耗性改善に従来からの公知技術を組み合わせることも可能であり、例えば数μmのセメントタイトを浸炭によって高濃度に分散させ表面硬度を確保することなどである。

【0020】肌焼き鋼のように初期の鋼中の炭素濃度が低い場合には、前記浸炭浸室処理を実施するが、軸受け鋼のレベルの高炭素な鋼に対しては脱炭が起こらない雰囲気での800～850°Cでの浸室処理のみを実施することによって窒化物を析出させることによっても十分な面圧強度の改善が可能である。なお、SUJ2のような軸受け鋼では平均粒径が0.3～1.0μmの粒状セメントタイトを体積率で約1～2.5%分散させた組織としているが、焼き入れ組織におけるマルテンサイト形状はレンズ状のマルテンサイト葉であり、この程度の粒状セメントタイトのサイズと量では、本発明のようなマルテン

サイト葉の形状改善が達成されないことが分かる。

【0021】また、先に開示された技術（特開平8-120488号公報）においても析出するセメントタイトサイズおよび量の点においてほぼ軸受け鋼、例えば前記SUJ2相当の組織変形に対応することから、ほぼ母相マルテンサイトはレンズ状マルテンサイトを形成していると考えられる。なお、この公報においては、軸受け鋼と比べてVの添加が開示されているが、浸炭処理温度である930°Cでの浸炭表面においてはVは約0.28重量%まで固溶が可能であり、実質的にはVCは析出しないで、Vの多くはセメントタイトに固溶しており、さらに、仮にVを開示範囲の最大量1重量%を添加した場合にはその内の約0.5重量%は鋼素材の段階でVC特殊炭化物としてすでに析出し、0.28重量%のVがオーステナイト中に固溶し、残りの0.22重量%が浸炭時に微細な炭化物として析出することが見積もられるが、VC炭化物の析出量としては約0.25重量%程度であり、実施例のセメントタイト析出量と比べてわずかであることから、母相マルテンサイトの形状に対して大きな影響を与えないことがわかる。

【0022】鋼中の介在物および潤滑油中の混入ゴミを噛み込んだときの応力集中緩和対策としては、従来からの公知技術である残留オーステナイト量を調整する手段を前記の本発明に組み合わせた。さらに、後述するように本発明の鋼に浸炭浸室処理後焼き入れたものにショットビーニングを施して表面層部の残留オーステナイト量を10～15体積%に低減した場合に、ローラビッチング寿命が低下し始めたことから、残留オーステナイト量としては20体積%以上とし、また残留オーステナイトの上限値は80体積%とした。80体積%以上では、耐摩耗性が劣化し始めるためである。なお、残留オーステナイト量は20～60体積%が好ましい。

【0023】残留オーステナイトの量的な制御は、浸炭・浸室または浸室時の炭素ボテンシャルと窒素ボテンシャルを制御することによって実施するが、さらに表面をショットやロール等の物理的加圧手段やサブゼロ処理等による熱的手段によって、残留オーステナイト相をマルテンサイト変態させて最終的に表面硬度の適正化の観点から調整することとした。

【0024】前記複合組織中の微細な窒化物および炭窒化物を実現するために、A1を0.3～3.0重量%含有し、表面に於ける窒素を0.4～2.5重量%含有するが、後述するA1添加量の関係から0.7～1.7重量%を含有することが好ましい。

【0025】なお、A1の添加量としては0.2重量%以上において、前記マルテンサイトの微細効果が確認され、面圧強度の向上効果が確認でき、また添加量の上限に関してはあまり厳格な範囲は無いが、4重量%以上の添加によっては面圧部品の鋼の内部組織にフェライト相が析出しやすくなることや素材の加工性が悪くなること

から上限を3重量%としたが、より好ましくは0.5~2重量%である。

【0026】また、A1の添加効果からVについても窒化物分散による同様の作用が期待できるが、前記のように窒化物分散に作用できる有効なVは実質的には0.2重量%以下であり、A1に期待されるほどの機能はない。しかし、本発明では前記A1の添加効果に、更なる耐磨耗性改善と焼き戻し軟化抵抗性の改善を図るために、表面に炭化物(セメンタイト)を約30体積%まで析出分解させるとともに、かつ炭化物の分散による疲労強度の低下を防止するために、析出させるセメンタイトの平均粒径を3μm以下に調整する目的で、0.5~5.0重量%のCrおよび/または0.2~1.0重量%のVを加えて、先のA1添加の効果と併用することがさらに好ましい。なお、V添加の上限値については前記のように窒化物の析出でなく、表面のセメンタイトの微細化に作用させることを重点目的とする場合においては(常識的には)1100°Cでの高温浸炭を想定すると数重量%程度までの添加が有効であるが、本発明ではコスト的な観点から2重量%を上限値とした。

【0027】また、前記A1窒化物および/または炭窒化物は最表面部において最も最も微細に析出し、深くなるにしたがって距離にはほぼ比例して粒子径が大きくなることが知られているが、現実的には900°C以下の温度において窒素を浸透させる場合、表面から0.5mm以内においては0.3μm以下の平均粒子径であり、また、接触応力によって発生する剪断応力は多くの場合において接触表面から0.5mm以内に最大値を持つことが一般的であることから問題がない。また、析出A1窒化物および/または炭窒化物をより細かく分散させる手法としては窒素を浸透させる段階の温度を低く設定することが重要であり、好ましくは鋼の焼き入れ性の確保の観点から800~850°Cにおいて実施する。また、以上のように非常に微細なA1窒化物および/または炭窒化物を高密度に分散させたマルテンサイトの焼き戻し軟化抵抗性は顕著に改善することも面圧強度の改善に寄与することが分かる。

【0028】前記微細A1窒化物および/または炭窒化物で分断されたマルテンサイトは最表面部近傍においてはマルテンサイト葉の長さではほぼ1μm程度に分断され、光学顕微鏡的には不明瞭な組織となるほど微細化され、表面部の疲労亀裂の発生に対しても顕著な効果を發揮するものと考える。

【0029】浸炭浸窒および/または浸窒処理時の表面の炭素濃度は表面硬度を得るために少なくとも0.6重量%以上としたが、窒素濃度は残留オーステナイト量を20体積%以上とする調整を目的として0.4重量%以上とした。窒素含有量の上限はA1濃度の最大添加量によって大きく変動させるようにし、かつ残留オーステナイト量を最大の80体積%に調整するために2.5重量

%以内とした。なお、好ましくは先のA1添加量範囲からして0.7~1.7重量%である。また、炭素量はおよそ1.1重量%を越えるにしたがってセメンタイトが析出し始めるが、ローラビッチング強度や回転曲げ疲労強度などの劣化を防ぐため、セメンタイト平均粒径が3μmを越えないようにセメンタイトの凝集性を防ぐための組織調整する上限値として、ほぼセメンタイト析出量が約30体積%となる3.0重量%とした。なお、

10 3.0重量%以上に炭素濃度を高めた場合には、Cr、Vの添加調整によってもセメンタイト同士の凝集を防止することが難しくなり、その結果曲げ疲労強度やビッチング強度の低下が有効に防止できない。

【0030】なお、前記セメンタイトの析出微細化のためには0.5重量%以上のCrの添加が必要であり、かつ0.2重量%以上のVの併用添加が効果的である。このことは、オーステナイト母相中に析出するセメンタイトの粒子径に対する合金元素の影響が析出温度におけるセメンタイト中に濃縮する傾向の強い合金元素ほど微細化し(セメンタイト中の合金元素濃度/オーステナイト母相中の合金元素濃度=分配係数KMと定義して、分配係数が大きいほどセメンタイトに濃縮しやすい合金元素であり、かつセメンタイトの平均粒子径を小さくする作用が強い)、一般の機械構造用鋼に使用される合金元素中では、特にCr、Vの分配係数が大きいことから、微細化作用が強く発現しているものである。(例えば、本発明で調査した結果では900°CにおけるCrの分配係数KC<sub>r</sub>は6.4、Vの分配係数KVは12.3、Mnの分配係数KMnは2.1、Moの分配係数KM<sub>o</sub>は3.5、Niの分配係数KNiは0.22であった。)

30 また、A1の添加はセメンタイト中への固溶度がほとんど無く、セメンタイトの微細化に効果的に作用しないが、セメンタイトの粒子の成長中にA1が強制的にセメンタイトから排出される必要があることから弱いながらも微細化効果が発現され、本発明のように多量のA1を添加する場合においては有効的である。さらに、セメンタイトを30体積%も析出させた場合には、A1が顕著に母相オーステナイト中に濃縮されるようになり、窒素の浸透によるA1窒化物および/または炭窒化物の析出を促進することに作用してより効果的な共存効果を發揮する。Crの添加量の上限に関しては焼き入れ性とコスト的なバランスを考慮して5重量%以下とした。

【0031】本発明に使用する機械構造用鋼は、前記A1を必須成分として、さらにV、Crの1種以上を添加するものとするものであるが、さらに、高面圧用部品の芯部の強度を付与するために、それ以外の成分については下記のような範囲で添加されていることが必要である。

【0032】Cは所望の芯部硬さを与えるのに不可欠の元素であり、通常は歯車材としては0.1~0.5重量%程度の炭素濃度が鋼素材として含有させている必要が

あり、また軸受け鋼では製品段階で浸炭処理を実施しない場合には通常1.2重量%まで炭素を含有させて球状化処理を実施して使用されているが、1.2重量%を越えて使用する場合にはセメントイトの球状化処理によってセメントイトの凝集性が大きくなり、転動寿命に良い効果が得られなくなるためであり、本発明においても前記理由から鋼素材として含有される炭素量は0.1~1.2重量%とすることが望ましい。

【0033】Siは通常普通元素として、不可避的に0.2重量%ほどが含有されるものであり、また焼き戻し軟化抵抗性を高める元素として従来より利用されているが通常は1重量%以下の範囲内において使用されている。また、A1と同様に浸室によるマルテンサイト微細効果が期待できるが、現実的には粒界酸化性を高めることや浸炭性に対するバラツキ性を与えることから1重量%以内に止めることが好ましい。

【0034】Mn, Ni, Moはそれぞれ浸炭・浸室および/または浸室後の焼き入れ性に対して重要な役割を持っており、本発明においても機械構造用鋼として通常に使用される範囲内において使用することが好ましい（例えば、Mn:0.1~1.5重量%、N:0~4重量%、Mo:0~1.0重量%、その他ボロン処理）。

【0035】Nb, Ti, Zrは鋼素材の結晶粒微細化を目的として微量添加されるが、通常の範囲において使用されることは好ましいことである。また、A1と同様に窒化物形成元素として微細な窒化物析出に効果を発揮することが期待されるが、前記のように鋼素材に含有される炭素との反応性が高く、添加量のほとんど前記浸炭浸室および/または浸室処理前に炭化物として析出し、現実的に窒素の浸透により、窒化物を析出させるためには多大の添加量が必要となりコスト的に非常に高価なものとなるため、本発明においては鋼素材の結晶粒微細化に対する使用目的に限定して添加量としては0~0.1重量%の範囲内に限定することとした。

【0036】Ca, S, Pbは通常において切削性の改善を主目的に添加することが多い。このような目的のためには、前記本発明の面圧強度改善高価と勘案して必要目的に応じて添加量を調整しながらしようすることが好ましい。

【0037】なお、前記のように浸炭浸室および/または浸室によって表面炭素量と表面窒素量をコントロールすることによって焼き入れ後の表面層近傍中の残留オーステナイト量を主体的に制御しているが、前記のようにショットビーニングやサブゼロ処理のような物理的もしくは熱的な手段によって残留オーステナイト量を調整することが可能である。ショットビーニングにより残留オーステナイト量が表層部からのX-線解析法によってほぼ10体積%以下に減少した場合の転動寿命はそのバラツキが大きくなる傾向になり、20体積%以上の存在によって、安定した面圧強度が得られるようになる傾向が認

められる。しかし、80体積%の残留応力が存在する場合には、転動寿命よりも転動面での摩耗が進行するようになり、かつ表面硬度も顕著に低下するため、残留オーステナイト量の好ましい体積%として最表面50μmまでの領域においては20~60体積%とし、またさらに0.5mm深さでは20~80体積%とした。

【0038】本発明に適用する浸炭、浸炭浸室処理および/または浸室処理を施すに際しては、一般的には900°C以上の温度において一旦浸炭した後に850°C付近の温度に冷却した後にアンモニアガスを追加添加しながら浸炭、浸室雰囲気を形成させて脱炭しないか、もしくは加炭する条件で浸室する方法が実施されている。しかし、本発明では930°C以上でほぼ1100°Cまでの高温で表面炭素濃度が1.1重量%以上から約2重量%以下になるように浸炭した後、一旦A1点温度以下に冷却し、ペイナイト、マルテンサイト、パーライト等の組織状態にした後にA1点温度以上に再加熱して900°C以下の温度で粒状の微細なセメントイトを析出もしくは分散させながら、浸炭浸室雰囲気もしくは浸室雰囲気で炭素および/または窒素を拡散浸透させることによってセメントイトが30体積%を越えない3.0重量%炭素、窒素濃度を2.5重量%まで含有させる方法を探ってよい。

【0039】本発明に適用する浸炭浸室処理および/または浸室処理法としては、特に限定されるものではなく、通常のガス浸炭浸室、ガス浸室や減圧ガス雰囲気での浸炭浸室、浸室およびプラズマ雰囲気中での浸炭浸室、浸室法など、前記浸炭浸室、浸室条件を満たすように適時変更して実施できればよい。

【0040】

【発明の効果】本発明においては、A1, V等の強力な窒化形成元素を効果的に添加することによって、浸炭浸室および/または浸室処理において極微細な窒化物を歯車やペアリング転動面表面層に緻密に分散析出させ、その後の焼き入れ操作によって析出窒化物もしくは炭窒化物によって微細に分断されたイレギュラーな針状マルテンサイトを母相に形成させることによって、転動中に表面近傍に発生する疲労亀裂の発生とその進展を強力に抑制することによって、大きな面圧のかかる高面圧用部品の面圧強度を顕著に高めることができた。また、レンズ状マルテンサイトを効果的に分断、微細化する分散物としてA1を主体とする窒化物および/または炭窒化物を使用することによって、析出物の極微細化が図られ、かつ鋼にはじめから含有される炭素との反応性がなく、添加量のはばすべての量が浸炭窒化および/または浸室処理反応時に効率よく析出物利用できることが分かった。さらに、A1の窒化物および/または炭窒化物の分散効果に加えて、鋼素材中にCr, Vを併用添加し、表面に3μm以下の微細なセメントイトを同時に多量に分散析出させることによって、疲労強度の劣化を防止させなが

ら、面圧強度を加算的に強化できた。

【0041】前記浸炭浸室、浸室処理後は、油焼き入れ、水焼き入れ等によって浸炭浸室および/または浸室部を焼き入れ硬化させることによって、A1窒化物および/または炭窒化物を極微細に析出させマルテンサイトを微細化した硬化層が得られ、耐ピッキング性に優れたものとなる。焼き入れ方法としては鋼のA1点変態以上の温度から焼き入れるか、あるいはA1点以下の温度に冷却後A1点温度以上に再加熱して焼き入れることが好ましい。特に、A1窒化物を析出させる本発明による鋼では、再加熱焼き入れによって浸室層部の平均結晶粒が5μm程度以下に微細化することが容易であり、回転曲げ疲労強度の改善等に効果的に作用する。

【0042】

【実施例】次に、本発明による高耐面圧用鋼部品および\*

\* その製造方法の具体的な実施例について、図面を参照しつつ説明する。

【0043】表1には、本発明に用いられる組成範囲内の鋼と比較材用の鋼の成分組成が示されている。供試鋼中の炭素量は歯車などの肌焼き鋼の例としてよく使われる0.2重量%から中炭素鋼および軸受け鋼の代表であるSUJ2相当の炭素量1.1重量%までのものを用いた。また、No.1~8には、A1とVの添加効果を検討するための水準を準備し、前記浸炭浸室によるA1窒化物および/または炭窒化物の分散効果と微細セメントイトの分散効果の相互効果について検討した。さらに、No.9~12には比較材として中炭素鋼、SNCM420H、420H、SUJ2を準備した。

【0044】

【表1】

供試鋼の合金成分表

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	A1	
本発明材	No. 1	0.55	0.24	0.75	0.47			0.52	
	No. 2	0.2	0.22	0.75	1.02		0.15	0.42	0.031
	No. 3	0.21	0.07	1.04	2.85			0.2	0.03
	No. 4	0.22	0.08	1.01	2.61			0.2	1.01
	No. 5	0.23	0.21	0.53	1.01		0.2		0.31
	No. 6	0.21	0.22	0.51	1.01		0.21		1.02
	No. 7	0.35	0.09	1.25	1		0.19		2.53
	No. 8	1.04	0.27	0.48	1.51				0.75
比較材	No. 9	0.56	0.25	0.76	0.51			0.031	
	No. 10	0.21	0.28	0.52	0.62	1.89	0.22		0.05Nb
	No. 11	0.22	0.26	0.76	1.03		0.19		0.029
	No. 12	1.02	0.28	0.5	1.47				

【0045】これらの供試鋼は溶製後、熱間鍛造、焼きならし処理した後に、図1、2に示すように回転曲げ試験片とローラビッチング試験用小ローラ片に加工される。また、ローラビッチング試験用の大ローラ片には、SUJ2を焼き入れ焼き戻し、硬度でH<sub>RC</sub>64に調整して使用される。また、本実施例での浸炭浸室および浸室処理は図3、4、5に示される方法で実施されている。なお、浸炭浸室、浸室処理時の炭素ボテンシャルC<sub>P</sub>は、浸炭ガス組成中のCO<sub>2</sub>ガス濃度を調整することによって実施し、窒素ボテンシャルN<sub>P</sub>は、アンモニア流量を変えることによって調整される。

【0046】なお、図3はC<sub>P</sub>を0.8重量%に調整しながら930°Cで浸炭した後、850°Cで浸室を実施する浸炭浸室処理を施したものであり、この条件においては浸炭時にはセメントイトの析出が起こらないようにして、浸室時にA1窒化物が析出するようにした条件であるが、1重量%以上のCrを含有する鋼では一部セメントイトが少量析出する場合がある。これは、C<sub>P</sub>を制御する場合には浸炭ガスのRXガス中のCO<sub>2</sub>2% (0.2

5%)をコントロールの難しさを避けた結果であり、実質的なA1添加効果を確認するのに支障はない。

【0047】また、図4はC<sub>P</sub>を1.4重量%に設定し、浸炭期においても積極的にセメントイトの析出を図ると同時に、850°Cでの浸室によってA1窒化物の析出を図ったものである。そして、図5は高炭素な軸受け鋼水準のNo.8、12に対して830°Cでの浸室を実施したものである。なお、すべての水準における焼き戻し処理は160°C×2時間の条件に統一した。また、850°Cにおける浸室時間によって、ほぼ浸透窒素深さは0.2mm程度になるように統一した。

【0048】熱処理後の試験片表面層の炭素、窒素濃度は試験片断面を検量線を用いたEPMA (X線マイクロアナライザー)によって適時分析される。また、表面近傍層に析出するA1窒化物および/または炭窒化物の観察やマルテンサイト組織の観察は光学顕微鏡と走査型電子顕微鏡が適時に用いられている。さらに、表面転数は外羽根3の回転数よりも多く設定されている。さらに、表面槽近傍での各位置における残留オーステナイト量や

残留応力の測定は表面から電解研磨を施して実施した。【0049】ローラビッチング疲労試験の条件は、図2に示される供試鋼の小ローラにS U J 2で加工した大ローラ片を押し当てながら、回転数1 0 5 0 r p m、滑り率-4 0 %で条件を固定し、面圧を2 5 0 ~ 3 7 5 k g / m m<sup>2</sup>の範囲において適時に調整しながら、面圧強度を評価した。なお、ビッチング発生の判定条件は小ローラにビッチ欠陥が1個発生するまでの回転数で評価した。なお、ローラビッチングのランアウト回数は2 0 ~ 3 0 × 1 0°回とした。また、回転曲げ疲労強度は回転速度3 6 0 0 r p mで2 0 × 1 0°回をランアウト条件として曲げ疲労強度を評価した。

【0050】図3に示される条件で浸炭浸窒した小ローラ片を用いて、調査したビッチング寿命が図6に示されている。A 1を実質的に含有しないN o. 9 ~ 1 1のビッチング寿命を基準に検討すると、これらのビッチングの寿命バラツキ下限として図6中の破線で示すことができるが、A 1を0. 3重量%以上を含有するN o. 1, 4, 5, 6, 7, 8のローラビッチング寿命は明らかにA 1添加量の増加とともに高寿命化していることがわかる。特に、A 1をほぼ1重量%を含有するN o. 4, 6は本実施例の最大のヘルツ面圧3 7 5 k g / m m<sup>2</sup>においても、そのほとんどがランアウトする極めて高強度な耐面圧強度を示しており、0. 31重量%A 1を含有するN o. 5においても顕著なA 1添加効果が認められる。なお、2. 5 3重量%A 1を添加したN o. 7のビッチング寿命がN o. 4, 6のものに比べて短寿命側に位置する原因はN o. 4, 6等の窒素浸窒深さが前記のように0. 2 m mであることに対して図3に示した条件では、時間的に充分でなく、浸透深さが0. 05 ~ 0. 1 2 m m程度と薄く、ばらついているためであり、85 0°Cでの浸窒時間を長くすることによって改善できる。また、実質的なA 1が添加されていないが、0. 4 2重量%のVを含有させたN o. 2においてもV窒化物による効果がわずかに認められるが、A 1の添加効果と比べてさほど顕著でないことがわかる。さらに、C rを2. 8 5重量%添加したN o. 3のビッチング寿命がほとんど改善されていないことから、セメンタイトを積極的に析出させない本浸炭浸窒条件においてはC rの添加効果はあまり重要なものでなく、浸透してくる窒素との作用が小さいことがわかった。

【0051】図7には、代表的なA 1添加材料N o. 6との比較材のN o. 1 0の表面近傍に於ける金属組織を示す組成比較が示されている。この図7から明らかなように、N o. 6の最表面近傍ではマルテンサイトが極微細に析出しており、そのマルテンサイト葉の平均長さも1 μ m程度以下に微細化され、さらに光学顕微鏡では針状に見受けられるマルテンサイト葉はこれらの細かな極微細なマルテンサイトが連なったものからなり、比較材とのマルテンサイト葉との組織形態において明らかに

相違を示している。また、図8は最表面から1 0 0 μ m位置での金属組織を示す高倍率写真を示したものであるが、マルテンサイト葉の内部には均質に分散した平均粒子が0. 3 μ m以下のA 1窒化物が含まれていることが分かり、これらの微細なA 1窒化物および/または炭窒化物の分散物によってマルテンサイト葉が幅で約1 μ m以下に微細に分断され、結果として不規則形状なマルテンサイト葉になっていることが分かる。なお、比較材においても0. 1 ~ 0. 2 μ m程度の粒径のセメンタイトが少量析出しているが、実質的にはマルテンサイト葉の形状は非常に直線性のあるレンズ状マルテンサイト葉になっており、このサイズレベルでの分散物によるマルテンサイト葉の微細効果が認められていないことは明らかである。また、表面に析出するA 1窒化物および/または炭窒化物の形状は微細な粒状以外にも径が0. 3 μ m以下にファイバー状(ロッド状)のものが多く認められ、この析出形態が組織強化的な作用を強くすることも本発明における特徴である。

【0052】また、図9にはE P M Aによる表面での金属組織を示す窒素分析結果を示したが、N o. 6では1. 2重量%、N o. 1 0では0. 7重量%である。なお、各試験片の表面窒素濃度はA 1濃度によって大きく変化するが、その変化量は添加したA 1がすべてA 1 Nになると仮定して、A 1 Nの化学量論的組成から算出される窒素量にほぼ等しくなっている。また、炭素量はほぼ目的通りに含有されている。

【0053】さらに、N o. 6, 1 0の表面層の残留オーステナイト量はほぼ4 0 ~ 6 0体積%の範囲に入っていることがX線解析によって確認されている。傾向としては、最表面から2 0 μ m位置での残留オーステナイト量はA 1添加したN o. 6の方がN o. 1 0に比べて約1 2体積%程度多い。しかし、全般的にいえることは、浸炭浸窒処理後の焼き入れ組織においては残留オーステナイト量は浸透させた窒素量によって大きく影響されており、本実施例ではすべて3 0体積%以上を確認している。

【0054】図10には、浸炭浸窒後に焼き入れして形成された表面浸窒部分のローラビッチング寿命に対する影響を確認するために、前記浸炭浸窒処理したN o. 6の浸窒0. 2 m m部分を表面から0. 1 0 m m, 0. 1 5 m mを除去した場合のビッチング結果を示した。さらに、N o. 6の表面層にアーチハイト0. 9の条件で、ショットビーニングを施し、表面の残留オーステナイト量を1 4 %程度に減少させた場合のビッチング結果についても合わせて示した。その結果浸窒層の除去量が多くなるにしたがって顕著にビッチング寿命は低下し、最終的にはA 1窒化物によるマルテンサイト微細化結果の無い比較材の浸炭浸窒処理強度とほぼ同じになることがわかる。また、ショットビーニングによる残留オーステナイト量の低減も、特に実施例の最高面圧3 7 5 k g / m

$m^2$ においてピッキング寿命を低下させているが、浸窒層の除去効果ほど顕著でないことも分かった。ただし、ショットビーニングは表面部を顕著に硬化させる作用と高い圧縮残留応力の発生効果のあることが良く知られており、ピッキング強度と耐摩耗性、曲げ疲労強度を高める要因としてのプラス面の作用も期待できることから、表面部の残留オーステナイト量を約20体積%以下にならない範囲で使用することは好ましい。

【0055】図4に示される条件で高濃度の炭素を浸透させて積極的セメンタイトを析出させながら浸炭浸窒したNo. 2, 3, 4, 6, 11の小ローラ片を用いて、調査したピッキング寿命が図11に示される。また、鋼素材が高炭素濃度で、すでにセメンタイトを析出している軸受け鋼水準のNo. 8, 12に対して、図5に示した浸窒処理したピッキング結果についても図11に合わせて示される。また、寿命評価基準として、先の図6の破線で示したピッキング寿命下限値線を図11にも示されている。

【0056】一般的には、比較材においても5  $\mu m$ 以下のセメンタイトの析出によって顕著なピッキング寿命の向上が確認できるが、A1の添加によって更なるピッキング寿命の向上の図れることが分かった。とくに、セメンタイトの析出効果とA1窒化物の析出による極微細マルテンサイトの析出効果は、例えばNo. 3, 4の寿命比較や軸受け鋼水準のNo. 8, 12の寿命比較からも明らかに確認でき、本発明の両効果の加算性が確認できた。なお、No. 2, 6, 11の表面炭素量は1.5~1.8重量%で平均粒径が2~5  $\mu m$ のセメンタイトが析出した組織であり、No. 3, 4の表面炭素量は2.3~2.6重量%の範囲にあり、平均粒径が1.5~2.5  $\mu m$ のセメンタイトが析出した組織である。なお、No. 11のSCM420H比較材では5  $\mu m$ 、No. 3では2.5  $\mu m$ であり、Crを多く含有するにしたがって析出セメンタイトは細かくなっている。従来報告の傾向と合致しているが、さらにA1を添加した鋼においてはさらにそのセメンタイトの微細化効果が確認できた。また、このような炭素量とセメンタイト粒径の違い、およびA1窒化物の析出効果の組織的な観点から前記ピッキング寿命の改善効果がほぼ合理的であることがわかる。

【0057】図12は図3の熱処理後のNo. 6, 11の回転曲げ疲労強度を示したものである。No. 6の表面層0.2mmには、前記のように浸窒によるA1窒化物の析出層が存在して、表面部での曲げ応力の切り欠き効果による応力集中発生が懸念されるが、図12の結果からその心配のないことが分かる。このことは析出するA1窒化物のサイズが0.3  $\mu m$ 以下と非常に極微細であるためである。また、同図にはアーチハイト0.9でショットビーニングしたときの回転曲げ疲労強度についても示したが、No. 11とほぼ同じ効果が認められて

おり、表面部の強加工を受けたときにおいてもA1窒化物の析出が応力集中点として作用しないことが分かる。以上と同じ効果は、No. 8, 11の軸受け鋼水準に図5の熱処理を施したものの回転曲げ疲労強度の比較においても確認できている。図13は、図4の熱処理を施したNo. 3, 4, 6, 11の回転曲げ疲労強度結果を比較して示したものであるが、前記のようにNo. 11の表面には平均粒径が約5  $\mu m$ のセメンタイトが析出しているのに対して、No. 6では、セメンタイトの平均粒径が約2  $\mu m$ に細くなっていることから、No. 11の回転曲げ強度はセメンタイトを析出させない場合に比べて、約10%程度の強度低下が認められた。しかし、前記A1添加によりセメンタイト粒径を約2  $\mu m$ に細くしたNo. 6では、その強度低下はほとんど認められないことから、セメンタイトを表面に析出させて使用する場合には、セメンタイト平均粒径は3  $\mu m$ 以下になるように熱処理することが好ましいと考える。また、No. 6, 11の熱処理後の回転曲げ試験片にアーチハイトが0.9のショットビーニング処理を施した場合の疲労強度についても図13に合わせて示したが、セメンタイト粒径の大きなNo. 11については大きな改善効果が達成できないのに対して、微細なセメンタイトを析出させたNo. 6の回転曲げ疲労強度には顕著な改善効果が認められたことから、疲労強度的な観点からは、セメンタイト平均粒径を3  $\mu m$ 以下にすることも大切であるが、セメンタイトの凝集物をなくすことよりも大切であることがわかった。さらに、同図13にはNo. 3, 4の図4の熱処理後の回転曲げ疲労強度についても合わせて示したが、セメンタイト量が約25体積%であっても、セメンタイト粒子の平均径がそれぞれ2.5  $\mu m$ 、1.5  $\mu m$ と微細化されていることによって、疲労強度に顕著な低下が認められないことがわかり、このことから、セメンタイト量は30体積%程度まではセメンタイトの微細化によって強度の劣化無く面圧強度の改善に寄与できることが分かった。ただし、30体積%を越えるセメンタイトを析出させる場合には、多くのセメンタイトが凝集し、粗大化する危険性が大きいことを認めており、30体積%以上のセメンタイトを析出させる場合において顕著な面圧強度の改善効果が期待できない。

【0058】なお、A1窒化物の析出サイズを小さくするためには図3~5に示した浸窒処理する温度を低く設定することが効果的と考え、さらに図4に示したように浸炭によってセメンタイトを積極的に析出させるためにも浸炭温度を低く設定することが好ましいが、現実的な浸炭浸窒、浸窒処理は800°C以上で行うことが好ましい。

【0059】本発明によれば、A1窒化物等極微細な析出物を浸炭浸窒および/または浸窒法によって析出させた後に、焼き入れで生成されるマルテンサイト葉を極微細化することによって、接触応力によって引き起こされ

る疲労破壊が顕著に改善できた。特にその特徴は回転曲げ強度に対する強度低下もなく、かつ安価なA1等の合金元素を添加する鋼を用いることによって容易に達成できることは非常に経済的である。また、本発明は細かなセメンタイトを析出させて使用する場合においても、セメンタイト粒中からA1が排出され、母相の焼き入れ性を阻害することなく、かつ析出するセメンタイト粒を微細にする作用があり、さらに浸窒処理によるA1窒化物の析出に対しても有効に作用して、転動疲労での平均寿命の顕著な向上を可能にしている。したがって、本発明は転動や滑りを伴う転動強度および耐摩耗性必要とする歯車、カム、軸受け部品等の高強度、コンパクト化等に向けた鋼製部品に好適なものである。

## 【図面の簡単な説明】

【図1】図1は、本発明の一実施例に係る高耐面圧用鋼部品である回転曲げ試験片の側面図である。

【図2】図2は、本実施例のローラビッティング試験片の小ローラ試験片の側面図(a)および大ローラ試験片の側面図(b)である。

【図3】図3は、本実施例の浸炭期にセメンタイトを析出させない浸炭浸窒処理の説明図である。

【図4】図4は、本実施例の浸炭期にもセメンタイトを析出させる浸炭浸窒処理の説明図である。

10

\* 【図5】図5は、本実施例の浸窒処理図である。

【図6】図6は、本実施例の浸炭期にセメンタイトを析出させない浸炭浸窒処理した小ローラを用いて調査したビッティング寿命の結果図である。

【図7】図7は、本実施例のNo.6とNo.10の表面近傍における金属組織を示す組成比較写真である。

【図8】図8は、本実施例の最表面から100μmの位置での金属組織を示す高倍率写真である。

【図9】図9は、本実施例EPMAによる表面での金属組織を示す窒素分析結果写真である。

【図10】図10は、本実施例の浸炭浸窒後に焼き入れして形成された表面浸窒部のローラビッティング寿命の結果図である。

【図11】図11は、本実施例の浸炭期にもセメンタイトを析出させる浸炭浸窒処理した小ローラを用いて調査したビッティング寿命の結果図である。

【図12】図12は、本実施例の浸炭期にセメンタイトを析出させない浸炭浸窒処理の熱処理後の回転曲げ疲労強度の結果図である。

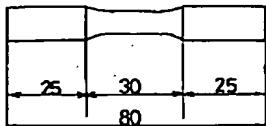
【図13】図13は、本実施例の浸炭期にセメンタイトを析出させない浸炭浸窒処理の熱処理後の回転曲げ試験片にショットビーニング処理を施した場合の疲労強度の結果図である。

20

\*

【図1】

回転曲げ疲労試験片の側面図



【図2】

ローラビッティング試験用試験片



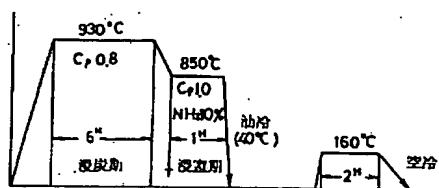
(a)小ローラ試験片の側面図



(b)大ローラ試験片の側面図

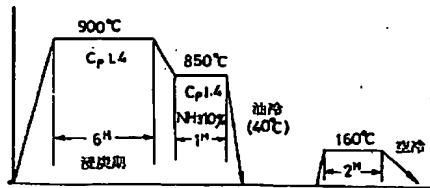
【図3】

投炭期にセメンタイトを析出させない投炭浸密処理



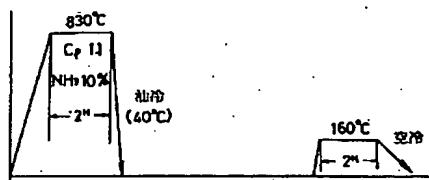
【図4】

投炭期にもセメンタイトを析出させる投炭浸密処理



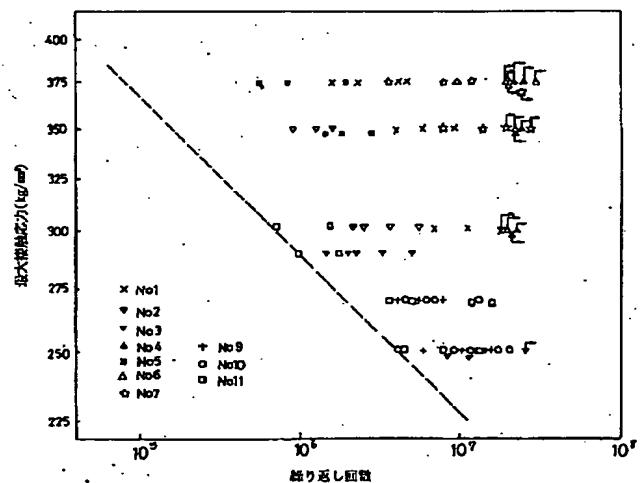
【図5】

浸密処理



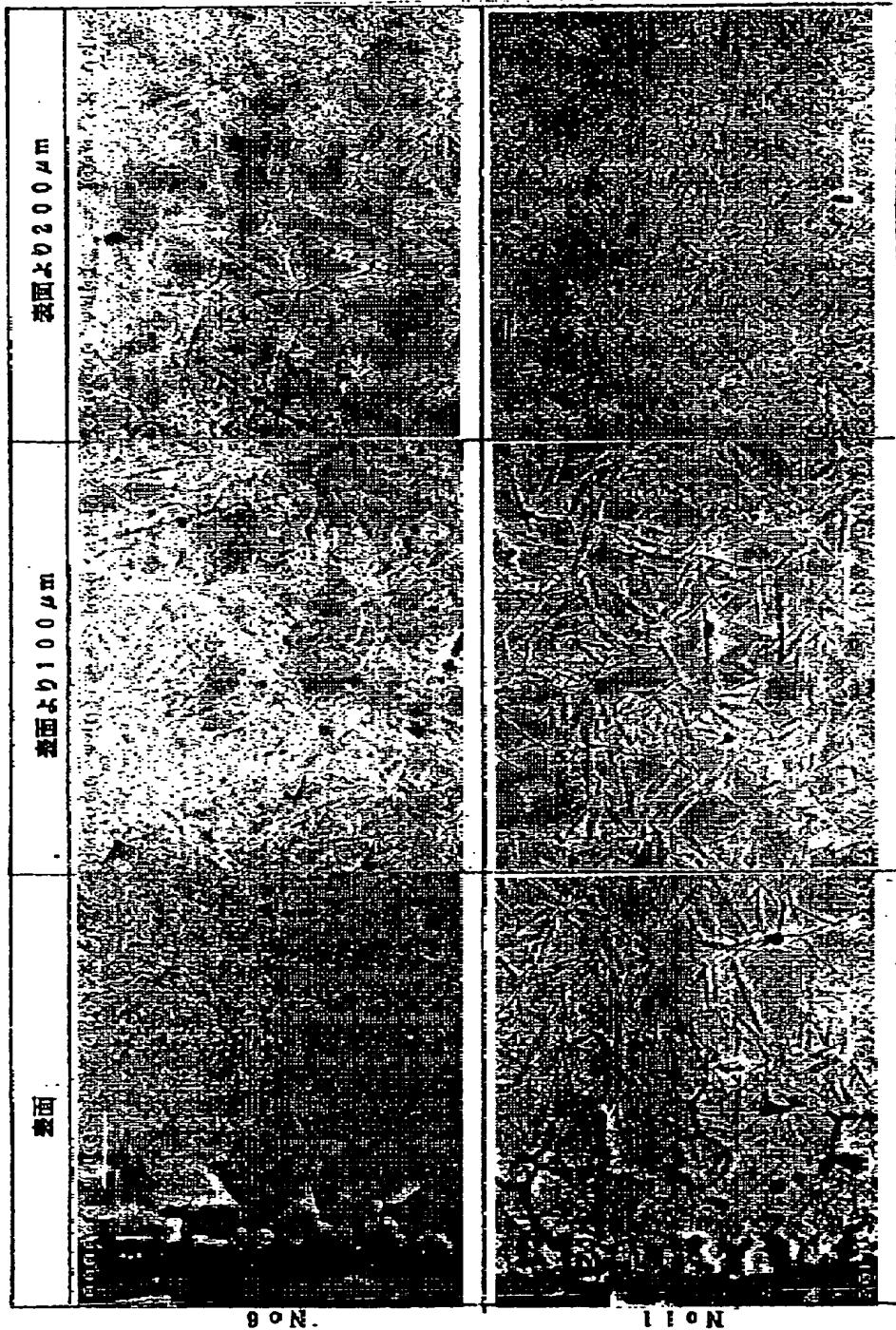
【図6】

本実施例の投炭期にセメントイトを析出させない投炭浸密処理したローラを用いて改良したピッキング寿命の結果図



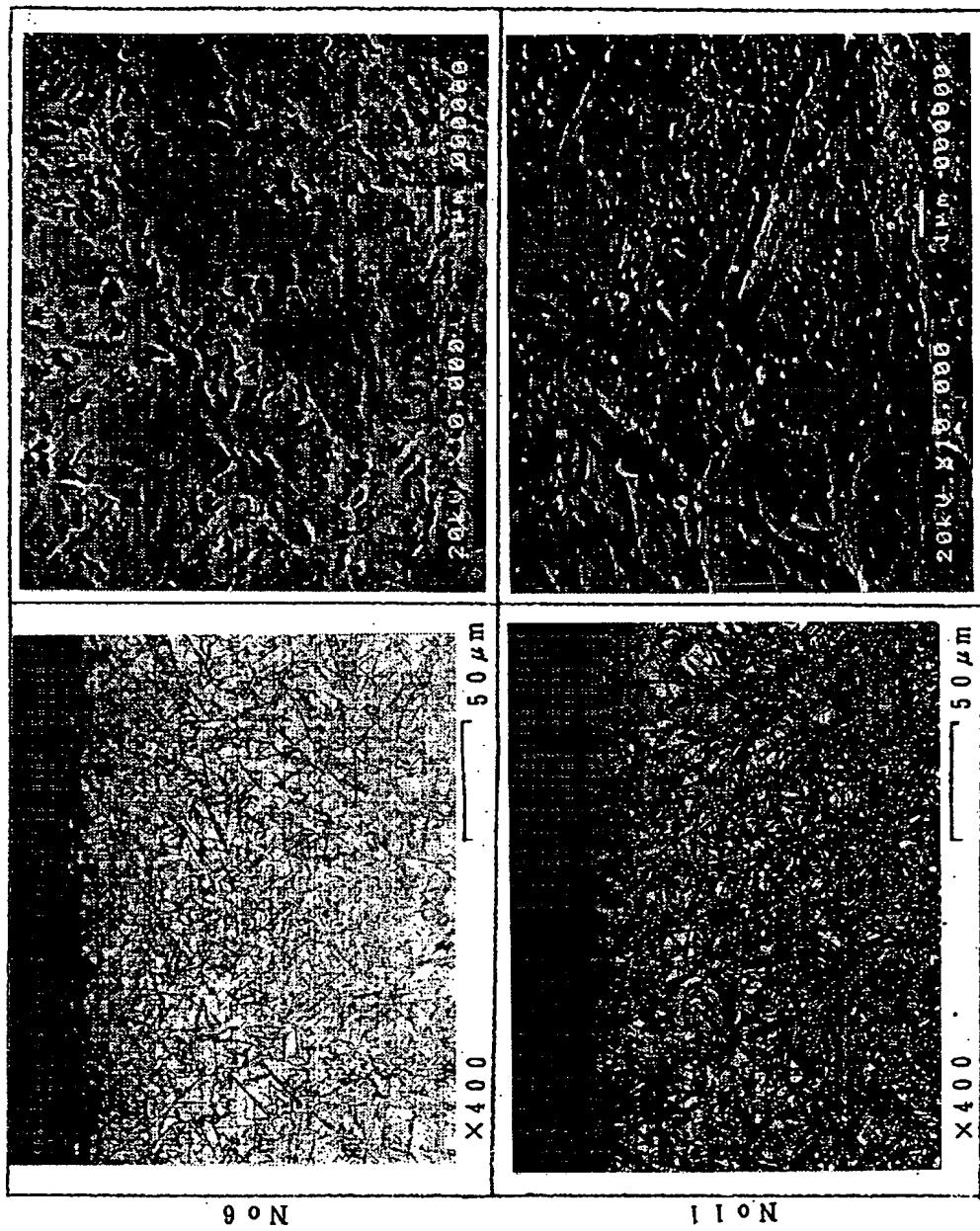
〔図7〕

## 四面代用写真



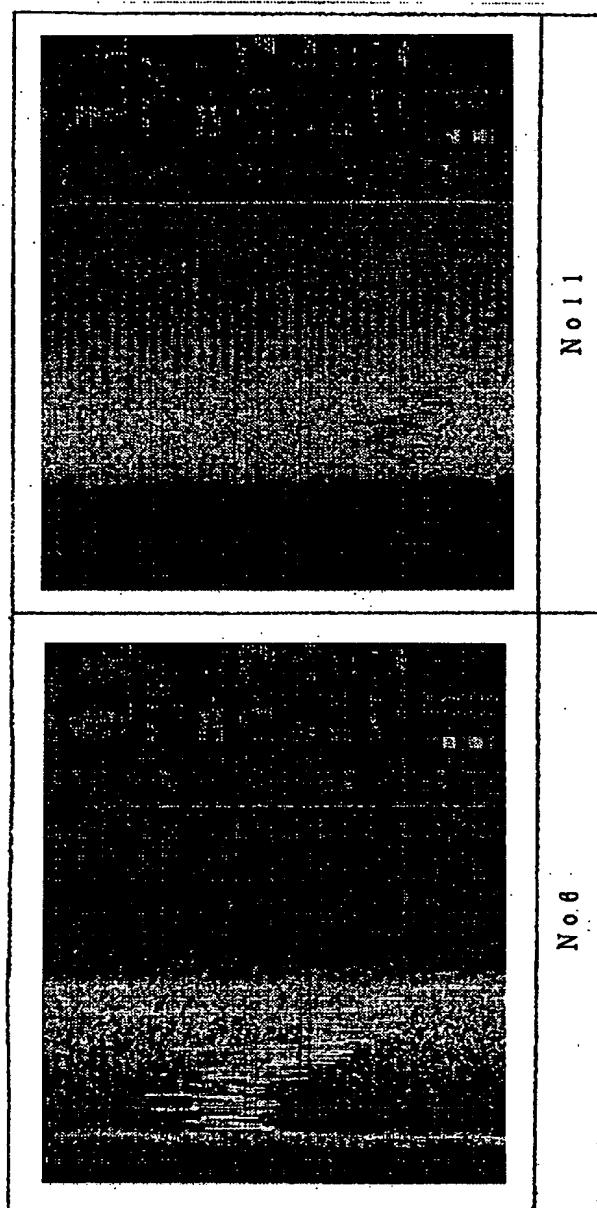
【図8】

## 図面代用写真



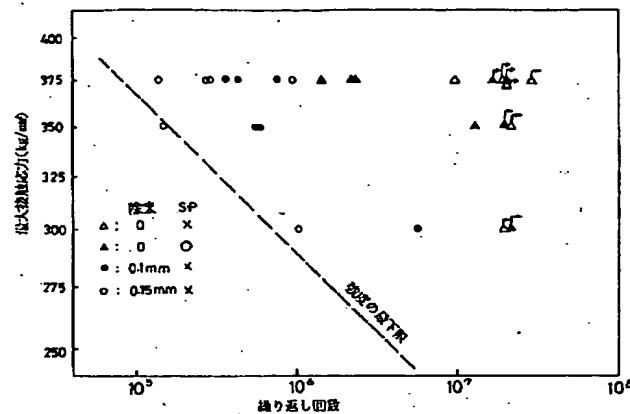
【図9】

## 図面代用写真



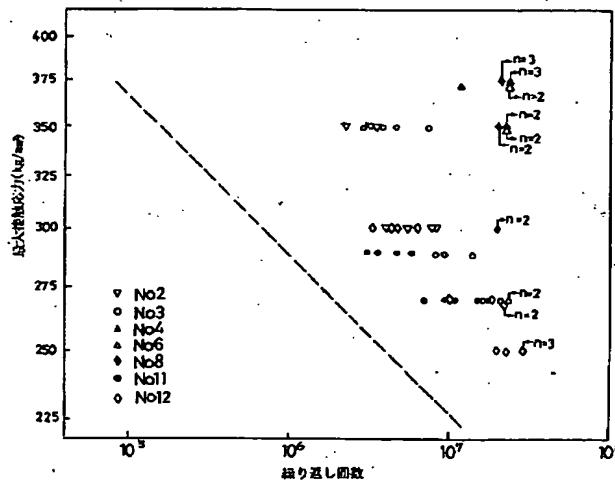
【図10】

本実施例の段状浸透後に焼き入れして形成された表面浸透部のローラビッティング寿命の結果図



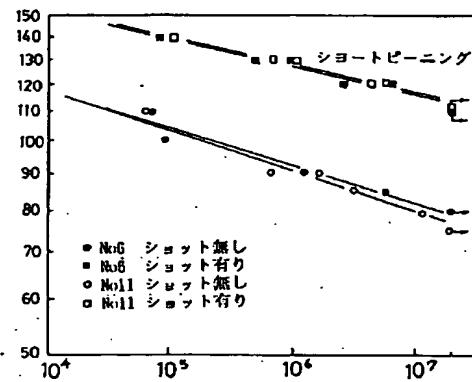
【図11】

本実施例の段状浸透期にもセメンタイトを折出させる段状浸透処理した小ローラを用いて実施したビッティング寿命の結果図



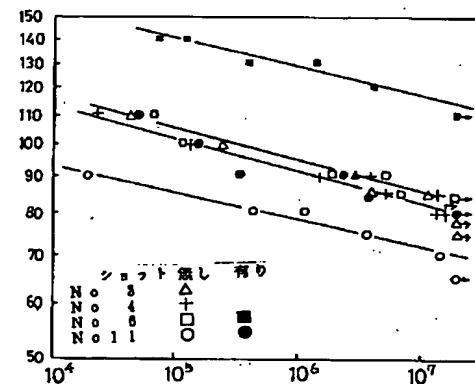
【図12】

本実施例の段状浸透期にセメンタイトを折出させない段状浸透処理の熱処理後の回転曲げ試験片の疲労強度の結果図



【図13】

本実施例の段状浸透期にセメンタイトを折出させない段状浸透処理の熱処理後の回転曲げ試験片にショートビーニング処理を施した場合の疲労強度の結果図



【公報種別】特許法第17条の2の規定による補正の掲載

【部門区分】第3部門第4区分

【発行日】平成15年6月20日(2003.6.20)

【公開番号】特開平10-176219

【公開日】平成10年6月30日(1998.6.30)

【年通号数】公開特許公報10-1763

【出願番号】特願平8-354150

【国際特許分類第7版】

C21D 7/06

C22C 38/00 301

C23C 8/22

8/32

【F1】

C21D 7/06 A

C22C 38/00 301 A

C23C 8/22

8/32

【手続補正書】

【提出日】平成15年2月27日(2003.2.27)

【手続補正1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】特許請求の範囲

【補正方法】変更

【補正内容】

【特許請求の範囲】

【請求項1】 表面組織において、平均粒径が3μm以下の微細な窒化物、炭化物および炭窒化物の1種以上を分散させ、母相のマルテンサイト葉がこれら分散物によって細かく分断されて微細化されてなる複合組織を有することを特徴とする高耐面圧用鋼部品。

【請求項2】 前記微細な窒化物および/または炭窒化物の分散物は大きさの主体が0.3μm以下であり、微細な窒化物および/または炭窒化物の1種以上の分散物の含有率が1体積%以上からなることを特徴とする請求項1に記載の高耐面圧用鋼部品。

【請求項3】 前記母相のマルテンサイト葉は、通常浸炭組織のレンズ状マルテンサイトに較べて顯著に針状化され、0.3μm幅以下の微細な窒化物および/または炭窒化物の分散物によって分断され、葉の幅が1μm以下になる微細マルテンサイト葉が主体となり、かつ顯著に不規則化されてなることを特徴とする請求項1または2に記載の高耐面圧用鋼部品。

【請求項4】 前記複合組織に20~80体積%の残量オーステナイトを含ませることを特徴とする請求項1乃至3のうちのいずれかに記載の高耐面圧用鋼部品。

【請求項5】 前記炭化物は平均粒径のセメンタイトを主体として、最大30体積%まで分散されることを特徴

とする請求項1乃至4のうちのいずれかに記載の高耐面圧用鋼部品。

【請求項6】 A1を0.3~3.0重量%含有し、表面において窒素を0.4~2.5重量%含有する鋼を使用することを特徴とする請求項1乃至5のうちのいずれかに記載の高耐面圧用鋼部品。

【請求項7】 Crを0.5~5.0重量%およびVを0.2~2.0重量%含有して表面における炭素含有量が1.0~3.0重量%である鋼を使用することを特徴とする請求項1乃至6のうちのいずれかに記載の高耐面圧用鋼部品。

【請求項8】 炭素含有量が0.6~3.0重量%、窒素含有量が0.4~2.5重量%であることを特徴とする請求項1乃至7のうちのいずれかに記載の高耐面圧用鋼部品。

【請求項9】 さらに、Si, Mn, Mo, Ni, B, SおよびP等の不純物成分や合金成分を通常の成分範囲において添加してなることを特徴とする請求項6乃至8のうちのいずれかに記載の高耐面圧用鋼部品。

【請求項10】 歯車、ベアリングの転動体およびそのレース、カム構成部品等の接触疲労強度および耐摩耗性を必要とする駆動力伝達部品に適用することを特徴とする請求項1乃至9のうちのいずれかに記載の高耐面圧用鋼部品。

【請求項11】 前記請求項1乃至5のうちのいずれかに記載の複合組織および微細マルテンサイト葉を得るために、前記請求項6乃至9のうちのいずれかに記載の成分鋼を用いる高耐面圧用鋼部品の製造方法であって、浸炭、浸炭・浸窒、浸窒法のうち1種以上の手段によって炭素と窒素を表面から拡散浸透させながら分散物を析

出させる工程と、

この分散物を析出させる工程に続いて鋼のオーステナイト温度領域から急冷してマルテンサイト相を形成させる工程からなることを特徴とする高耐面圧用鋼部品の製造方法。

【請求項12】 前記請求項1乃至5のうちのいずれかに記載の複合組織および微細マルテンサイト葉を得るために、前記請求項6乃至9のうちのいずれかに記載の成分配用いる高耐面圧用鋼部品の製造方法であって、浸炭によって炭素を表面から拡散浸透させた後、いったん共析変態温度以下に冷却させ、続いて鋼のオーステナイト温度領域に再加熱し、浸炭、浸窒等の気相の下で粒状炭化物を分散させると共に表面から拡散浸透させた窒素と炭素によって窒化物および炭窒化物を分散させた後に急冷してマルテンサイト相を形成させる工程からなることを特徴とする高耐面圧用鋼部品の製造方法。

【請求項13】 浸炭、浸炭・浸窒、浸窒法の1種以上 の方法によって、表面部近傍層に浸透させた炭素および/または窒素の成分量を制御し、鋼のオーステナイト温度領域からの急冷によって前記複合組織に含まれる残量オーステナイト量を20~80体積%析出させることを特徴とする請求項11または12に記載の高耐面圧用鋼部品の製造方法。

【請求項14】 前記請求項6、7または9に記載の合金成分を含有し、かつ炭素量が1.2重量%を越えない鋼を使用することを特徴とする請求項11乃至13のうちのいずれかに記載の高耐面圧用鋼部品の製造方法。

【請求項15】 高耐面圧用鋼部品の表面をショットもしくはロール等の物理的手段によって残留オーステナイト相をマルテンサイト変態させて前記残量オーステナイト量を調整することを特徴とする請求項11乃至14のうちのいずれかに記載の高耐面圧用鋼部品の製造方法。